



Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <https://sam.ensam.eu>
Handle ID: <http://hdl.handle.net/10985/10496>

To cite this version :

Nicolas DESPRINGRE, Yves CHEMISKY, Joseph FITOUSSI, Fodil MERAGHNI -
Endommagement en fatigue du PA66 renforcé par des fibres de verre courtes : modélisation
micromécanique et stratégie d'identification multi - échelles - In: 19^{eme} Journées Nationales sur
les Composites, France, 2015 - Journées Nationales sur les Composites - 2015

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : scienceouverte@ensam.eu



Endommagement en fatigue du PA66 renforcé par des fibres de verre courtes : modélisation micromécanique et stratégie d'identification multi-échelles

Micromechanical fatigue damage model and multiscale identification strategy for short glass fiber reinforced polyamide-66 composite

Nicolas Despringre¹, Yves Chemisky¹, Joseph Fitoussi², Fodil Meraghni¹

1 : Arts et Métiers ParisTech, LEM3 – UMR CNRS 7239
4 rue Augustin Fresnel, Metz Technopôle 57078, France
e-mail : fodil.meraghni@ensam.eu

2 : Arts et Métiers ParisTech, PIMM – UMR CNRS 8006
151 Boulevard de l'Hôpital, 75013 Paris, France

Résumé

Cet article présente un modèle micromécanique visco-endommageable pour les composites à matrice thermoplastique renforcée par des fibres de verre courtes et soumis à un chargement en fatigue. L'approche multi-échelles développée est fondée sur la méthode de Mori-Tanaka, modifiée afin d'inclure des inclusions enrobées et l'évolution des mécanismes d'endommagement à l'échelle microscopique. Le modèle développé intègre les cinétiques d'endommagement tout en tenant compte de la viscoélasticité matricielle et de la microstructure. La prise en compte de ces derniers se base sur des travaux précédemment menés par les auteurs sur le PA66/GF30 moulé par injection [3-5]. Des scénarios d'endommagement ont été proposés et regroupent trois mécanismes : la décohésion interfaciale fibre-matrice, la fissuration matricielle et les ruptures de fibres. Chaque mécanisme d'endommagement est associé à une loi d'évolution dépendant des champs de contraintes à l'échelle microscopique. La loi constitutive du volume élémentaire représentatif est implémentée dans Abaqus en tant qu'User MATerial subroutine. L'identification du modèle se fait par méthodes inverses, bénéficiant ainsi des résultats multi-échelles précédemment obtenus à l'aide de tests in-situ au MEB ou à partir de l'analyse quantitative et qualitative de données issus de la microtomographie. La validation expérimentale est réalisée par des tests en fatigue contrôlés en déformation.

Abstract

The paper presents a new micromechanical high cycle fatigue visco-damage model for short glass fiber reinforced thermoplastic composites, namely: PA66/GF30. This material, extensively used for automotive applications, has a specific microstructure induced by the injection process. The multi-scale developed approach is a modified Mori-Tanaka method that includes coated reinforcements and the evolution of micro-scale damage processes. The developed model integrates these damage kinetics and accounts for the complex matrix viscoelasticity and the reinforcement orientation distributions induced by the process. The description of the damage processes is based on the experimental investigations of damage mechanisms previously performed by the authors [3-5]. Damage chronologies have been proposed involving three different local degradation processes: fiber-matrix interface debonding/coating degradation, matrix microcracking and fiber breakage. Each damage mechanism is introduced through an evolution law involving local stress fields computed at the microscale. The developed constitutive law at the representative volume element scale is implemented into the finite element code Abaqus using a User MATerial subroutine. The model identification is performed via reverse engineering, taking advantage of the multiscale experimental results: in-situ SEM tests as well as quantitative and qualitative μ CT investigations. Experimental validation is achieved using high cycle strain controlled fatigue tests.

Mots Clés : Composite à matrice polymère, fibre de verre courte, modèle multi-échelles, Visco-endommagement
Keywords: Polymer-matrix composites, Short glass fiber, Multi-scale modeling, Viscoelastic-Damage behavior

1. Introduction

Les composites à matrices thermoplastiques sont particulièrement utilisés pour leurs performances thermomécaniques associées à un bon rapport résistance / poids, ainsi que leur facilité de mise en forme (moulage par injection). Ces propriétés en font un excellent candidat pour remplacer

certaines pièces structurelles métalliques dans l'industrie automobile. Le matériau de cette étude est le polyamide-66 renforcé par des fibres de verre courtes à hauteur de 30% en poids (PA66/GF30). Son comportement est fortement influencé par de nombreux phénomènes couplés, à savoir des mécanismes d'endommagement complexes, la viscosité matricielle dépendant de conditions environnementales telles la température et l'humidité, la microstructure induite par le procédé de fabrication et le chargement appliqué. La conception de pièces structurelles, fréquemment soumises à de la fatigue, nécessite alors des outils de modélisation avancés intégrant ces effets couplés.

Les mécanismes d'endommagement ont été précédemment étudiés par Sato [1], Horst [2], Arif et al. [3-4] et par Cosmi et Bernasconi [5], à travers des tests in-situ au Microscope Electronique à Balayage (MEB) et des observations en microtomographie. Des scénarios d'endommagement ont ainsi été établis, notamment en fonction du taux d'humidité du matériau [4]. Quatre mécanismes d'endommagement apparaissent lors de la vie en fatigue pour des fréquences inférieures à 5 Hz : les ruptures de fibre, la microfissuration matricielle, la décohésion interfaciale fibre-matrice et les bandes de déformation matricielle [6]. La dégradation de l'interface et les microfissures qu'elle provoque reste le mécanisme dominant l'évolution de l'endommagement au cours de la fatigue.

Des approches phénoménologiques ont fréquemment été adoptées afin de simuler le comportement cyclique de ce composite. Un modèle constitutif a récemment été développé par Launay et al. [7-8] afin de prendre en compte la nature élasto-viscoplastique de la matrice, mais l'endommagement n'y est pas pris en charge. D'autre part, le modèle de Nouri et al. [9] a été conçu pour d'intégrer l'évolution anisotropique de l'endommagement mais ne tient pas compte de la microstructure du matériau. Des modèles micromécaniques ont ainsi été développés afin de pouvoir gérer la forme et l'orientation des renforcements. Doghri et al. [10-11] ont en effet développé une approche multi-échelles basée sur une homogénéisation à champs moyens pour un composite à matrice élasto-viscoplastique renforcés par des fibres élastiques.

En ce qui concerne le polyamide renforcé par des fibres de verre courtes, les mécanismes d'endommagement dépendent fortement de la microstructure et des conditions hygrothermiques [4]. Il est ainsi nécessaire de les inclure dans un modèle multi-échelles pour exprimer leur dépendance, au travers de lois d'évolution, aux variables microscopique telle la contrainte locale. Un nouveau modèle micromécanique est ici développé afin de tenir compte de ces phénomènes, à partir de l'homogénéisation incrémentale de Mori-Tanaka [12]. Elle prend notamment en compte la rhéologie viscoélastique de la matrice. Chaque phase possède sa propre loi de comportement éventuellement altérable par les mécanismes d'endommagements locaux. La loi constitutive ainsi développée est implémentée dans Abaqus via une User MATerial subroutine.

L'endommagement à l'interface joue un rôle prépondérant dans la tenue en fatigue d'un matériau composite [1-5]. Il est ici représenté par la dégradation des propriétés mécaniques d'un enrobage autour de la fibre, ainsi que par une diminution du transfert de charge entre fibre et enrobage. Ce facteur de transfert de charge est calculé à partir des équations du Shear Lag Model (SLM) initialement développé par Cox [13].

L'identification des paramètres est faite à partir de méthodes inverses, en exploitant les données multi-échelles issues de tests mécaniques en traction sur la matrice seule et sur le composite, des analyses in-situ au MEB ainsi que de l'étude d'échantillons par microtomographie aux rayons (X).

Dans cet article, la deuxième section présente le modèle multi-échelles à travers une description de la méthode d'homogénéisation et des enrobages. La troisième partie développera plus particulièrement les mécanismes d'endommagement et la gestion du transfert de charge. Finalement, la quatrième section présentera la stratégie d'identification et quelques uns de ses résultats.

2. Modélisation multi-échelles

2.1 Homogénéisation

Le moulage par injection de pièces en PA66/GF30 induit une microstructure non homogène dans les composants. L'orientation des fibres est ici représentée par N familles d'orientation, dépendant de deux angles d'Euler. Le Volume Élémentaire Représentatif (VER) comprend ainsi la matrice, les

vides générés par les microfissures, N fibres orientées et N enrobages de celles-ci, tous deux assumés ellipsoïdaux. Le mécanisme de rupture de fibre introduira deux nouvelles familles de phases orientées : les fibres cassées et leurs enrobages. La fraction volumique de chaque orientation est calculée à l'aide de l'intégration numérique de Simpson à partir de Fonctions de Densité d'Orientation (FDO) expérimentales.

Le comportement macroscopique effectif est donné par l'algorithme de Mori-Tanaka [12] (Eq. 1). r correspond à une phase, c_r à sa fraction volumique, L_r à son tenseur de rigidité et A_r au tenseur de concentration en déformation associé à la phase r . Ces derniers sont calculés selon le schéma micromécanique choisi, ici Mori-Tanaka. Cette méthode a déjà largement été utilisée afin d'obtenir le comportement effectif d'un matériau composite [8,14-16]. Le tenseur d'Eshelby est évalué numériquement par la méthode numérique définie par Lagoudas et Gavazzi [17] qui prend en compte l'anisotropie résultant de la non-linéarité du module tangent de la matrice. Les équations du modèle également modifiées pour tenir compte des enrobages à l'aide de l'approche proposée par Cherkaoui et al. [18] et validées sur les équations analytiques développés par Hervé et Zaoui [19]. Cette homogénéisation est finalement adaptée afin de tenir compte de la rhéologie non linéaire de la matrice, de la microstructure du composite et des mécanismes d'endommagements. Le rôle de l'enrobage dans l'endommagement est détaillé dans les sections 3.3 à 3.5. Afin de coupler tous ces phénomènes, le trajet de chargement est divisé en petits incréments de temps, définissant ainsi un schéma de Mori-Tanaka incrémental.

$$L_{eff} = \sum_r c_r L_r A_r \quad (\text{Eq. 1})$$

2.2 Lois constitutives des différentes phases

Les vides obéissent à une loi linéaire isotrope élastique, avec un module d'Young nul et un coefficient de Poisson égal à 0,5. Les fibres suivent la même loi et sont identifiées par leurs angles d'Euler, leur facteur de forme, leur module d'Young et leur coefficient de Poisson.

Des analyses DMTA en traction et en cisaillement ont montrés que le polyamide 66 a une réponse viscoélastique. Le diagramme Cole-Cole (Fig. 1) expose de nombreuses transitions de phase. Seul le premier pic, correspondant à la transition vitreuse, présente un intérêt industriel du fait de la gamme temps/température qu'il représente. Des méthodes inverses sont appliquées afin de déterminer le type de modèle viscoélastique le plus adapté à la matrice polyamide-66. Une étude comparative est réalisée entre les modèles de Zener et sa version généralisée, de Maxwell et sa version généralisée et d'autres méthodes perturbant la symétrie du pic telle que celle d'Havriliak-Negami [20]. Il en ressort que le modèle Zener généralisé est le plus adapté à capturer la viscoélasticité PA66, et qu'un modèle de Zener simple suffit si on néglige l'aspect dissipatif ou si le modèle est paramétré en fonction des conditions hygrothermiques, comme considéré ci-après.

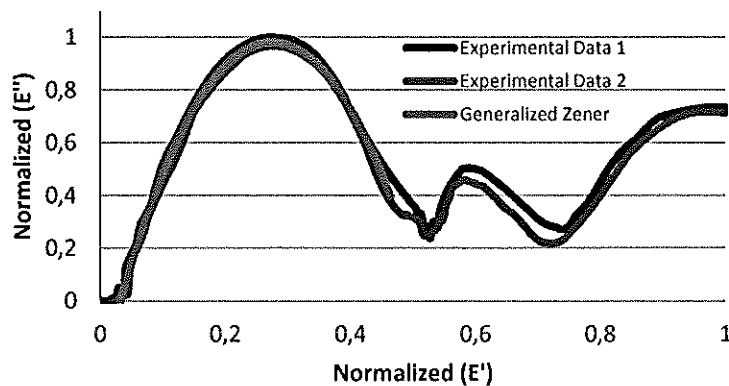


Fig. 1. Diagramme Cole-Cole du module de traction normalisé. Deux jeux de données issues de DMTA (avec deux fréquences différentes) ont été modélisés avec le même jeu de paramètre du Zener.

3. Mécanismes d'endommagement

L'étude de la littérature sur les mécanismes d'endommagement [1-5] met en exergue une modélisation s'articulant autour de 3 mécanismes : les ruptures de fibres, la microfissuration matricielle et la décohésion interfaciale fibre/matrice. Ces processus ont certes tous lieu à l'échelle microscopique mais il existe tout de même une différence de niveau entre eux. La microfissuration matricielle et les ruptures de fibres ont en effet lieu à l'échelle de la fibre, tandis que la dégradation de l'enrobage (décohésion interfaciale) se trouve à un niveau relativement plus petit. Cela justifie l'application de la théorie continue de l'endommagement pour le mécanisme associé à l'enrobage [21-22]. Les trois mécanismes d'endommagement sont implémentés séparément.

3.1 Rupture de fibre

Lorsqu'une fibre se brise, la fraction volumique de fibre (et celle de son enrobage) décroît au profit de la phase de fibre cassée (et respectivement de son enrobage) de même orientation. Les ruptures de fibres ont été modélisées à l'aide d'une loi de type Weibull qui calcule l'incrément d'endommagement à chaque pas de temps. La tendance de la loi est strictement phénoménologique et basée sur les travaux de Meraghni et Desrumaux [23]. La présence de ce mécanisme d'endommagement a été vérifié expérimentalement pour de faible taux d'humidité et au début de la vie en fatigue. L'hypothèse est ici que seules des configurations particulières de fibres entraînent des contraintes locales assez fortes pour les briser, et qu'au fur et à mesure du chargement, de telles configurations encore saines se raréfient. La loi de Weibull est alors modifiée pour prendre en compte cet effet (Eq. 2).

$$\dot{d}_{fiber} = \left(\frac{1-d}{\lambda}\right) \cdot \left(1 - e^{-\left(\frac{\sigma_{eq}}{(1+\gamma \cdot d)^\delta \cdot \sigma_0}\right)^m}\right) \quad (\text{Eq. 2})$$

(m) est un facteur de forme, σ_0 un seuil de contrainte, λ une constante de temps, γ et δ les paramètres liés à la saturation de l'endommagement. σ_{eq} est la contrainte dans l'inclusion au sens de Von Mises.

3.2 Fissuration matricielle

La fissuration matricielle provient principalement de deux phénomènes. Elle résulte d'une part de la propagation ou l'initiation de fissures dues à une concentration de contraintes dans des configurations locales particulières, et notamment si une fibre a pu se rompre; et d'autre part de l'accumulation de l'endommagement dans le composite. En effet, cela provoque une reprise de plus en plus importante de la charge par la matrice, ce qui mène à la ruine du matériau. Le premier phénomène est modélisé sur le même type de critère que pour la rupture de fibre, tandis que le deuxième par une expression exponentielle dépendant de l'endommagement matriciel (Eq. 3). Lorsque ce dernier augmente, la concentration de la matrice décroît au profit de celle des vides. Le facteur de forme des vides ainsi créé est de 1 (sphère), mais de futures analyses pourront définir une forme de vide orthogonale au chargement.

$$\dot{d}_{matrice} = \left(\frac{1-d}{\lambda}\right) \cdot \left[\left(1 - e^{-\left(\frac{\sigma_{eq}}{(1+\gamma \cdot d)^\delta \cdot \sigma_0}\right)^m}\right) + \left(e^{\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \cdot \frac{e^{\alpha \cdot d} - 1}{e^{\beta(1-d)}}\right)^m} - 1\right) \right] \quad (\text{Eq. 3})$$

(m) est un facteur de forme, σ_0 un seuil de contrainte, λ une constante de temps, γ et δ les paramètres liés à la saturation de l'endommagement. σ_{eq} est la contrainte dans la matrice au sens de Von Mises. (α) et (β) sont les paramètres liés à la coalescence et la propagation exponentielle des vides en fin de vie en fatigue.

3.3 Dégradation de l'interface

La décohésion interfaciale, qui commence principalement en tête de fibre, joue un rôle crucial dans la vie du matériau. Ce mécanisme d'endommagement se produit pour des contraintes relativement basses et modifie continuellement le comportement du composite. L'approche ici choisie s'inspire des travaux de Jendli et al. [24]. La loi d'endommagement développée se base sur un critère quadratique de rupture de l'interface (Eq. 4). Celui-ci dépend des contraintes tangentielles τ et normales σ_N à l'interface, qui s'obtiennent en calculant partiellement le saut de contrainte à l'interface comme expliqué par Meraghni et al. [25]. Ces deux composantes du tenseur de contrainte peuvent ainsi être calculés en chaque point de l'ellipsoïde. $\sigma_{rupture}$ et $\tau_{rupture}$ sont respectivement les contraintes normales et tangentielles maximales avant décohésion.

$$\left(\frac{\sigma_N}{\sigma_{rupture}}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_{rupture}}\right)^2 = 1 \quad (\text{Eq. 4})$$

Dans le cadre du modèle micromécanique, ce critère est formulé de façon probabiliste. Cela permet de calculer l'endommagement de l'interface à partir de tout tenseur de contrainte. Ceci est fait en utilisant une distribution normale N (Eq. 5) qui ajoute deux paramètres de plus : un paramètre de forme μ et un seuil d'endommagement κ (entre 0 et 100%). Ce dernier ajuste la moyenne *mean* et l'écart type *sd* de la loi normale afin d'avoir 99% d'endommagement au niveau du critère de rupture (Eq. 6). sd_0 représente l'écart type pour lequel la loi donne 99% d'endommagement au niveau du critère de rupture pour κ nul. Dans le cadre d'un modèle incrémental, l'incrément d'endommagement doit être calculé à chaque pas de temps, et une normalisation est donc requise par l'intermédiaire d'une constante de temps λ et par l'introduction de l'endommagement du pas précédent d .

$$\dot{d}_{int} = \frac{(1-d)}{\lambda} \cdot N\left(\left(\left(\frac{\sigma_N}{\sigma_{rupture}}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_{rupture}}\right)^2\right)^\mu, mean, sd\right) \quad (\text{Eq. 5})$$

$$mean = \frac{1+\kappa}{2} \quad sd = sd_0 * (1 - \kappa) \quad (\text{Eq. 6})$$

Une dernière normalisation doit être faite du fait que la fonction de densité d'une distribution normale a des valeurs strictement positives sur $]-\infty; +\infty[$. Les valeurs intéressantes du critère de rupture sont situées entre 0 et 1. L'intervalle $[1; +\infty[$ est déjà pris en compte de manière inhérente, contrairement à celui $]-\infty; 0]$ qui est donc retiré de l'équation (Eq. 7).

$$\dot{d}_{int} = \frac{(1-d)}{\Delta t} \left[N\left(\left(\left(\frac{\sigma_N}{\sigma_{rupture}}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_{rupture}}\right)^2\right)^\mu, mean, sd\right) - N(0, mean, sd) \right] \frac{1}{1 - N(0, mean, sd)} \quad (\text{Eq. 7})$$

Dans la littérature, l'endommagement à l'interface n'est souvent calculé que le long de l'équateur de la fibre [25]. La figure 2 montre ici qu'en se restreignant ainsi, il est possible de ne pas trouver les valeurs maximales de l'endommagement et que celui-ci devra être calculé en chaque point d'un maillage de l'ellipsoïde. Ce constat est également valable en traction pure, le cisaillement autour d'une tête de fibre peut décaler le point d'endommagement maximum.

Dans le cadre d'une théorie continue de l'endommagement, cette loi va diminuer les propriétés mécaniques de l'enrobage de la fibre concernée. Le module tangent de l'enrobage sera ainsi proportionnellement diminué par l'endommagement par rapport à un état vierge.

3.4 Impact sur le transfert de charge

La gestion de l'endommagement à l'interface par dégradation de l'enrobage ne suffit pas à diminuer le transfert de charge vers les fibres au fur et à mesure de la vie du matériau. Une loi spécifique, ici inspirée par le Shear Lag Model (SLM), doit être implémentée.

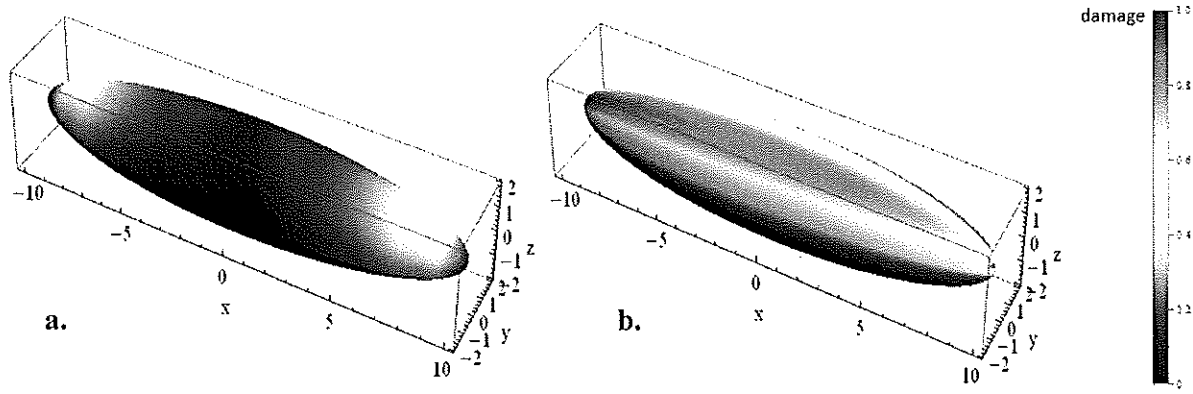


Fig. 2. Fibre ellipsoïdale a. en traction d. subissant un chargement aléatoire. $\mu = 1/2$ et $\kappa = 0$.

Un bref résumé de la méthode est ici présenté. Pour plus de détails sur les équations et les hypothèses de cette approche, les auteurs recommandent le travail de Nairn à ce sujet [26]. Pour ce calcul, la fibre est considérée comme cylindrique. Le SLM aboutit à une équation différentielle (Eq. 8) définissant la contrainte dans une section de fibre en fonction de son abscisse z (l'origine de l'axe étant pris au milieu de la fibre de longueur l). β_{SL} est le paramètre inhérent de la méthode tel que défini par McCartney [27] et Nayfeh [28]. Il dépend uniquement des propriétés matériaux, ce qui fait l'une des forces de cette approche. $\sigma_{f\infty}$ représente la contrainte théorique dans une section d'une fibre de longueur infinie. L'équation différentielle est ensuite intégrée avec pour condition initiale une contrainte nulle en tête de fibre (Eq. 9). Cela correspond à une décohésion aux extrémités de la fibre et constitue le scénario le plus fréquent de rupture de l'interface fibre-matrice [1-5]. Cette équation définit alors le transfert de charge effectif sur chaque portion de fibre. Une nouvelle intégration sur la moitié de la fibre est alors requise pour définir un taux de transfert de charge moyen Ψ_0 entre la fibre et l'enrobage (Eq. 10). L'endommagement de l'enrobage est alors inséré dans la loi en faisant l'hypothèse qu'il diminue la longueur effective de la fibre sur laquelle le transfert de charge peut s'opérer. Celle-ci est en fait diminuée du pourcentage d'endommagement. Une normalisation est finalement faite afin de garantir un taux de transfert $\tilde{\Psi}$ de 100% à l'état vierge et nul pour un endommagement total de l'enrobage (Eq. 11). Cette loi est illustrée par la figure 3. Au début du chargement, le taux de transfert diminue peu avec l'endommagement. Lorsqu'une valeur critique d'endommagement est atteinte, le transfert de charge diminue de plus en plus rapidement avec l'endommagement jusqu'à la ruine de l'interface.

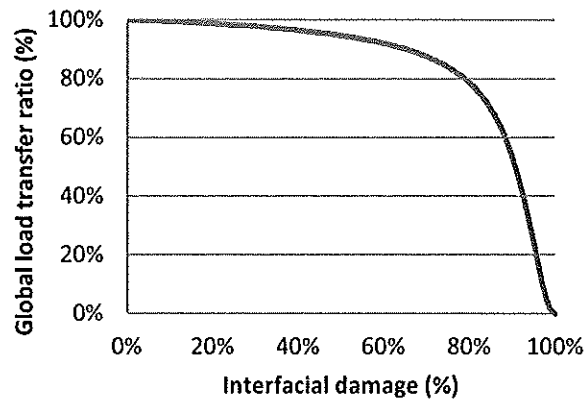


Fig. 3. Taux de transfert de charge entre fibre et enrobage en fonction de l'endommagement interfaciale.

$$\frac{\partial^2 \langle \sigma_f \rangle}{\partial z^2} - \beta_{SL}^2 \langle \sigma_f \rangle = -\beta_{SL}^2 \langle \sigma_{f\infty} \rangle \quad (\text{Eq. 8})$$

$$\frac{\langle \sigma_f \rangle(z)}{\langle \sigma_{f,0} \rangle} = 1 - \frac{\cosh(z \cdot \beta_{SL})}{\cosh(\frac{l}{2} \beta_{SL})} \quad (\text{Eq. 9})$$

$$\psi_0 = \frac{l}{2} - \frac{\tanh(\frac{l}{2} \beta_{SL})}{\beta_{SL}} \quad (\text{Eq. 10})$$

$$\tilde{\psi} = \left(\frac{l \cdot (1-d)}{2} - \frac{\tanh(\frac{l(1-d)}{2} \beta_{SL})}{\beta_{SL}} \right) / \psi_0 \quad (\text{Eq. 11})$$

3.5 Impacts sur le comportement effectif

L'implémentation de ces mécanismes est fidèle aux observations de la littérature [1-5], bien qu'ils soient implémentés séparément et donc concurrents. Le scénario d'endommagement est alors seulement piloté par les valeurs de paramètres des différentes lois d'évolution, bien qu'inspiré par les observations expérimentales. Ainsi, à l'état vierge du matériau composite, la majorité du chargement est repris par les fibres. Les contraintes à l'interface provoquent la dégradation progressive de l'enrobage, et ce plus particulièrement pour les familles d'orientations parallèles à la direction de chargement. Le module tangent de l'enrobage diminue proportionnellement à l'endommagement à l'interface. Le comportement effectif n'est pas beaucoup impacté tant que le transfert de charge entre fibre et enrobage ne subit pas trop les effets de cet endommagement. Lorsque celui-ci est compromis, la matrice commence à reprendre de plus en plus de charge et se microfissure. Sa fraction volumique se réduit au profit de celle des vides. En parallèle, des configurations locales de fibres mènent à des concentrations de contraintes suffisantes pour en briser quelques-unes et initier des fissures matricielles. Les fractions volumiques des fibres et de leurs enrobages diminuent alors respectivement au profit de celles des fibres cassées et de leurs enrobages, en respectant les différentes familles d'orientation. Finalement, la matrice est suffisamment endommagée pour provoquer la coalescence et la propagation des vides (qui passe alors de ductile à fragile). La méso-fissure se propage rapidement et mène à la rupture du matériau. Le comportement non linéaire et visco-endommageable du composite ne permet pas d'écrire directement un endommagement macroscopique. Le module effectif du VER peut cependant être écrit sur la base de l'équation 1 (Eq. 12). Toutes les propriétés sont celles initiales à l'exception des paramètres d'endommagement. Les tenseurs de concentrations en déformations A sont obtenus avec les équations micromécaniques de Mori-Tanaka spécifiques aux particules enrobées. Les indices 0 , v , f , c , bf et bc correspondent respectivement à la matrice, aux vides, aux fibres, aux enrobages, aux fibres cassées et à leurs enrobages. θ correspond à une famille d'orientation et L à un module tangent (L_v est donc un tenseur nul mais est écrit par souci de simplicité).

$$\begin{aligned} L_{\text{eff}} = & [c_0(1 - d_0)]L_0 \cdot A_0 + [c_v + c_0 \cdot d_0]L_v \cdot A_v + \sum_{\theta} [c_f^{\theta}(1 - d_f^{\theta})L_f^{\theta} \cdot A_f^{\theta}] \\ & + \sum_{\theta} [c_c^{\theta}(1 - d_f^{\theta}) \cdot L_c^{\theta}(1 - d_c^{\theta}) \cdot A_c^{\theta}] + \sum_{\theta} [(c_{bf}^{\theta} + c_f^{\theta} \cdot d_f^{\theta})L_{bf}^{\theta} \cdot A_{bf}^{\theta}] \\ & + \sum_{\theta} [(c_{bc}^{\theta} + c_c^{\theta} \cdot d_f^{\theta}) \cdot L_{bc}^{\theta}(1 - d_{bc}^{\theta}) \cdot A_{bc}^{\theta}] \end{aligned} \quad (\text{Eq. 12})$$

4. Stratégie d'identification

Le modèle micromécanique développé implique un jeu de paramètres matériaux conséquent, allant des propriétés du composite et de ses phases aux coefficients des lois d'endommagement. Une stratégie d'identification précise est donc requise afin de découpler au mieux l'influence de ces paramètres et de pouvoir les identifier rigoureusement. Dans un premier temps, les caractéristiques de la microstructure peuvent être identifiées à partir de la microtomographie et des essais in-situ au

MEB. D'autre part, la rhéologie de la matrice est la seule phase au comportement suffisamment complexe pour avoir besoin d'une identification avancée. De par la nature de leur loi d'évolution, les paramètres d'endommagement sont supposés identiques en quasi-statique et en fatigue. Leur identification est tout d'abord estimée par les observations expérimentales avant d'être raffinée à l'aide d'outils d'optimisation spécifiques. Les algorithmes de méthodes inverses utilisés combinent une approche génétique avec une méthode de Levenberg-Marquardt [29].

4.1 Identification de la microstructure

Le point le plus important de la microstructure est la distribution d'orientation des fibres au sein du matériau. L'analyse par microtomographie est ici mise à profit. Chaque élément est discriminé selon son facteur de forme. S'il s'agit d'une fibre, il alimente la fraction volumique de sa famille d'orientation avec son propre volume 3D. Les FDO du matériau peuvent ainsi être calculés dans chacune des couches du composite. La figure 4 représente les données expérimentales obtenues sur moitié d'épaisseur de deux échantillons en PA66/GF30 moulés par injection. L'algorithme d'identification modélise les deux courbes expérimentales à l'aide d'une fonction analytique choisie. Ici, une fonction de Pearson VII à plusieurs pics est adaptée aux données. La FDO ainsi obtenue peut être injecté dans le modèle micromécanique en divisant les fibres et leurs enrobages en plusieurs phases d'orientations différentes.

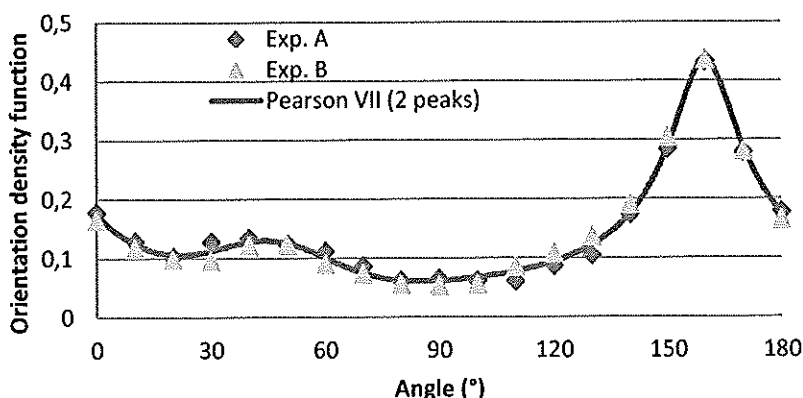


Fig. 4. Identification de la FDO pour deux échantillons de PA66/GF30 moulés par injection.

Par ailleurs, les caractéristiques de l'enrobage peuvent être déterminées à partir des essais in-situ au MEB. La zone d'endommagement autour des fibres est estimée tout au long du chargement et permet de déterminer un demi-axe moyen de l'enrobage. L'enrobage n'est pas considéré comme homothétique mais ses deux frontières (avec la fibre et la matrice) sont supposées équidistantes. Ses demi-axes elliptiques sont donc ceux de la fibre plus une constante, déterminée par les observations expérimentales. Le facteur de forme de l'enrobage étant ainsi défini, sa fraction volumique est alors fixée par celle des fibres et par le facteur de forme de celles-ci.

4.2 Identification des propriétés matricielles

Dans cette section, les aspects dissipatifs sont négligés. La section 2.2 stipule alors que le polyamide-66 peut être approximé par un modèle de Zener, ici en 3D, dont les équations s'appuient sur celles développées par Richter [30]. L'identification de ce modèle rhéologique isotrope se fait à partir de courbes contraintes/déformations d'essais quasi-statique et cyclique. L'algorithme d'identification fournit un jeu de données cohérent quelque soit la fréquence ou les conditions hygrothermiques. La figure 5 montre les résultats d'une identification menée à la fois sur un essai quasi-statique et sur un essai oligo-cyclique réalisé à 1Hz avec un rapport de charge de 0,5. La corrélation des données est excellente mais reste à tempérer car le jeu de paramètres identifié dépend des conditions des essais.

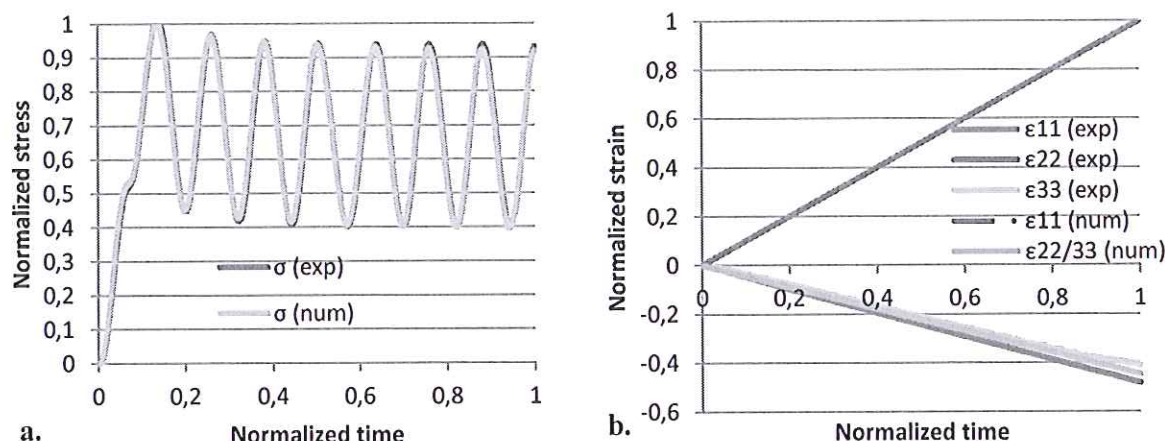


Fig. 5. Identification des paramètres du modèle Zener 3D à partir d'à la fois a. un test oligo-cyclique piloté en déformation et b. un test en quasi-statique pour avoir l'autre composante du tenseur isotrope

4.3 Identification des mécanismes d'endommagement

L'identification des différents mécanismes d'endommagement est en cours et sera présentée lors de la conférence. Les paramètres liés aux ruptures de fibre peuvent être estimés à partir des analyses en microtomographie. Le nombre de fibres cassées correspond au nombre de nouvelles fibres reconnues par le logiciel d'analyse (Aviso) au fur et à mesure d'un essai. Un seuillage appropriée doit être appliqué pour distinguer la matrice, les fibres et les vides; tout en connaissant l'état des contraintes aux points d'observation. En ce qui concerne le mécanisme de fissuration matricielle, il ne devrait pas être dominant avant l'accumulation de l'endommagement et la saturation des interfaces. Ainsi, la dégradation de l'enrobage est identifiable à partir de données macroscopiques en prenant soin de considérer la première partie de la vie du matériau. La seconde permettra de calibrer l'évolution de la méso-fissure du VER. Les paramètres de ces deux derniers mécanismes pourront ensuite être affinés de concert.

5. Conclusions

Un modèle micromécanique incrémental de type Mori-Tanaka est développé afin de simuler le comportement en fatigue du polyamide-66 renforcé de fibre de verre courtes à hauteur de 30% en masse. Le modèle prend en compte l'influence de la microstructure du composite, de la viscosité matricielle et de l'endommagement du composite. Les mécanismes d'endommagement de ce matériau, précédemment identifiés dans la littérature et par les auteurs, ont été implémentés par l'intermédiaire de lois basées sur les champs à l'échelle micro. Une loi spécifique inspirée du shear lag model a été définie afin de prendre en compte la modification du transfert de charge due à l'endommagement de l'interface. La stratégie d'identification des paramètres du modèle tire parti de données multi-échelles par méthodes inverses et permet de découpler les différents phénomènes. Sa validation est en cours et sera présentée lors de la conférence.

Remerciements

Ce travail est réalisé dans le cadre du projet FUI-DURAFIP. Les auteurs en remercient chaleureusement les collaborateurs pour leur support financier et scientifique, et plus particulièrement le Dr. Gilles Robert du groupe Solvay, pilote du projet.

Références

- [1] N. Sato, T. Kurauchi, S. Sato, O. Kamigaito, « Microfailure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct SEM observation ». *Journal of Materials Science*, Vol. 1, pp. 3891-3898, 1991.

- [2] J.J. Horst, J.L. Spoormaker, « Fatigue fracture mechanisms and fractography of short glass fibre reinforced polyamide 6 ». *J. Mater. Sci.*, Vol. 32, pp. 3641-3651, 1997.
- [3] M. F. Arif, N. Saintier, F. Meraghni, J. Fitoussi, Y. Chemisky, G. Robert, « Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66 ». *Composites Part B: Engineering*, Vol. 61, pp. 55-65, 2014.
- [4] M. F. Arif, F. Meraghni, Y. Chemisky, N. Despringre, G. Robert, « In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity ». *Composites Part B: Engineering*, Vol. 58, pp. 487-495, 2014.
- [5] F. Cosmi, A. Bernasconi, « Micro-CT investigation on fatigue damage evolution in short fibre reinforced polymers ». *Composites Science and Technology*, Vol. 79, pp. 70-76, 2013.
- [6] J. Fitoussi, M. Bocquet, F. Meraghni, « Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene-propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension ». *Composites Part B: Engineering*, Vol. 45, pp. 1181-1191, 2013.
- [7] A. Launay, M. H. Maitournam, Y. Marco, I. Raoult, « Multiaxial fatigue models for short glass fiber reinforced polyamide – Part I: Nonlinear anisotropic constitutive behavior for cyclic response ». *International Journal of Fatigue*, Vol. 47, pp. 382-389, 2013.
- [8] A. Launay, M. H. Maitournam, Y. Marco, I. Raoult, « Multiaxial fatigue models for short glass fibre reinforced polyamide. Part II: Fatigue life estimation ». *International Journal of Fatigue*, Vol. 47, pp. 390-406, 2013.
- [9] H. Nouri, F. Meraghni, P. Lory, « Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics ». *International Journal of Fatigue*, Vol. 31, pp. 934-942, 2009.
- [10] I. Doghri, L. Adam, N. Bilger, « Mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites based on a general incrementally affine linearization method ». *International Journal of Plasticity*, Vol. 26, pp. 219-238, 2010.
- [11] S. Kammoun, I. Doghri, L. Adam, G. Robert, L. Delannay, « First pseudo-grain failure model for inelastic composites with misaligned short fibers ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 42, pp. 1892-1902, 2011.
- [12] T. Mori, K. Tanaka, « Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions ». *Acta Metall.*, Vol. 21, pp. 571-574, 1973.
- [13] H.L. Cox, « The elasticity and strength of paper on other fibrous materials ». *Br. J. Appl. Phys.*, Vol. 3, p. 72, 1952.
- [14] F. Desrumaux, F. Meraghni, M. L. Benzeggagh, « Generalized Mori-Tanaka Scheme to Model Anisotropic Damage Using Numerical Eshelby Tensor ». *Journal of Composite Materials*, Vol. 35, pp. 603-624, 2001.
- [15] Z. Jendli, F. Meraghni, J. Fitoussi, D. Baptiste, « Multi-scales modelling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites ». *Composites Science and Technology*, Vol. 69, pp. 97-103, 2009.
- [16] D. C. Lagoudas, A. C. Gavazzi, H. Nigam, « Elastoplastic behavior of metal matrix composites based on incremental plasticity and the Mori-Tanaka averaging scheme ». *Computational Mechanics*, Vol. 8, p. 193, 1991.
- [17] A. C. Gavazzi, D. C. Lagoudas, « On the numerical evaluation of Eshelby's tensor and its application to elastoplastic fibrous composites ». *Computational Mechanics*, Vol. 7, p. 13, 1990.
- [18] M. Cherkaoui, H. Sabar, M. Berveiller, « Elastic composites with coated reinforcements: A micromechanical approach for nonhomothetic topology ». *International Journal of Engineering Science*, Vol. 33, pp. 829-843, 1995.
- [19] E. Hervé, A. Zaoui, « n-Layered inclusion-based micromechanical modelling ». *International Journal of Engineering Science*, Vol. 31, pp. 1-10, 1993.
- [20] S. Havriliak, S. Negami, « A complex plane representation of dielectric and mechanical relaxation processes in some polymers ». *Polymer*, Vol. 8, pp. 161-210, 1967.
- [21] J. L. Chaboche, « Continuous damage mechanics: A tool to describe phenomena before crack initiation ». *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 64, pp. 233-247, 1981.
- [22] D. Krajcinovic, « Continuum damage mechanics ». *Applied Mechanics Reviews*, Vol. 37, pp. 1-6, 1984.
- [23] F. Meraghni, F. Desrumaux, M. L. Benzeggagh, « Implementation of a constitutive micromechanical model for damage analysis in glass mat reinforced composite structures ». *Composites Science and Technology*, Vol. 62, pp. 2087-2097, 2002.
- [24] Z. Jendli, F. Meraghni, J. Fitoussi, D. Baptiste, « Multi-scales modelling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites ». *Composites Science and Technology*, Vol. 69, pp. 97-103, 2009.
- [25] F. Meraghni, C. J. Blakeman, M. L. Benzeggagh, « Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre composite containing matrix microcracks ». *Composites Science and Technology*, Vol. 56, pp. 541-555, 1996.
- [26] J.A. Nairn, « On the use of shear-lag methods for analysis of stress transfer in unidirectional composites ». *Mechanics of Materials*, Vol. 26, pp. 63-80, 1997.
- [27] L.N. McCartney, « Stress Transfer for Multiple Perfectly Bonded Concentric Cylinder Models of Unidirectional Composites ». *National Physical Laboratory Report DMM(A)129, Teddington, UK*, 1993.
- [28] A.H. Nayfeh, « Thermodynamically induced interfacial stresses in fibrous composites ». *Fibre Sci. & Tech.*, Vol. 10, p. 195, 1977.
- [29] F. Meraghni, Y. Chemisky, B. Piotrowski, R. Echchorfi, N. Bourgeois, E. Patoor, « Parameter identification of a thermodynamic model for superelastic shape memory alloys using analytical calculation of the sensitivity matrix ». *European Journal of Mechanics - A/Solids*, Vol. 45, pp. 226-237, 2014.
- [30] F. Richter, « Upsetting and Viscoelasticity of Vitreous SiO₂: Experiments, Interpretation and Simulation ». *Berlin: Ph.D. Thesis*, 2006.